

Original document

HEAT RESISTANT AND CORROSION RESISTANT CAST STAINLESS STEEL HAVING SUPERIOR HIGH TEMPERATURE STRENGTH AND DUCTILITY

Publication number: JP2002194511

Publication date: 2002-07-10

Inventor: MAZIASZ PHILIP J; MCGREEVY TIMOTHY E;
POLLARD MICHAEL JAMES; SIEBENALER CHAD
W; SWINDEMAN ROBERT W

Applicant: CATERPILLAR INC

Classification:




- international: **C22C38/00; C22C38/48; C22C38/58; C22C38/00;
C22C38/48; C22C38/58; (IPC1-7): C22C38/00;
C22C38/58**

- european:

Application number: JP20010378786 20011212

Priority number(s): US20000736741 20001214

Also published as:

 EP1219720 (A2)
 US2002110476 (A)
 EP1219720 (A3)

[View INPADOC patent family](#)

[Report a data error here](#)

Abstract of JP2002194511

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a steel alloy which has an improved intensity at high temperature, endures severe heat cycles and high operating temperatures, and covers a broad range of guarantee. **SOLUTION:** The cast stainless steel alloy includes about 0.5 wt.% to about 10 wt.% manganese, 0.02 wt.% to 0.50 wt.% nitrogen, and 0.15 wt.% or less sulfur. The alloy causes no degradation of ductility due to crack along boundary which is brought by carbides existing continuously or nearly continuously, which leads to high strength at high temperature in both matrix and crystal grain boundary. The alloy has high nitrogen solubility, no observed nitride precipitate or nitrogen blowhole caused by casting, and high strength in all temperatures. The high nitrogen solubility becomes dramatically high with existence of manganese, keeps or improves carbon solubility, and consequently brings about supplementary solid solution reinforcement in the presence of manganese and nitrogen, and combined carbon. Sulfide does not substantially exist in the alloy.

Data supplied from the *esp@cenet* database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2002-194511
(P2002-194511A)

(43) 公開日 平成14年7月10日 (2002.7.10)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	データベース* (参考)
C 2 2 C 38/00 38/58	3 0 2	C 2 2 C 38/00 38/58	3 0 2 Z

審査請求 未請求 請求項の数36 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号 特願2001-378786 (P2001-378786)
(22) 出願日 平成13年12月12日 (2001.12.12)
(31) 優先権主張番号 09/736741
(32) 優先日 平成12年12月14日 (2000.12.14)
(33) 優先権主張国 米国 (US)

(71) 出願人 391020193
キャタピラー インコーポレイテッド
CATERPILLAR INCORPORATED
アメリカ合衆国 イリノイ州 61629-
6490 ピオーリア ノースイースト アダ
ムス ストリート 100
(72) 発明者 フィリップ ジェイ マジアツ
アメリカ合衆国 テネシー州 37830 オ
ーク リッジ クラーク レーン 122
(74) 代理人 100059959
弁理士 中村 稔 (外9名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 優れた高温強度及び延性を備える耐熱性及び耐腐食性ステンレス鋳鋼

(57) 【要約】

【課題】 高温で改善された強度と、厳しい熱サイクル、高い動作温度及び広範な保証範囲を必要とするスチール合金を提供すること。

【解決手段】 約0.5重量%から約10重量%のマンガと、0.02重量%から0.50重量%の窒素と、0.15重量%以下の硫黄とを含有するステンレス鋳鋼合金。連続的又はほぼ連続的な炭化物による境界に沿った亀裂による延性の低下がなく、マトリックス中及び結晶粒界の両方で高温強度をもたらす。高い窒素溶解性をもっており、鋳造中の窒化析出物又は窒素巣が観察されず、全ての温度で高い強度をもつ。窒素溶解性は、マンガンの存在で劇的に高くなり、炭素溶解性を維持又は改善して、結果としてマンガ及び窒素、及び結合炭素の存在下で付加的な固溶体強化をもたらす。硫化物は実質的に存在しない。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 約0.5重量%から約10重量%のマンガと、

約0.15重量%以下の硫黄と、を含有することを特徴とするステンレス鋼合金。

【請求項2】 前記合金が、CN-12合金又はCF8C合金であることを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項3】 約0.20重量%から約0.5重量%の炭素と、約1重量%から約2.5重量%のニオブとを更に含有することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項4】 前記合金がCN-12合金であり、ニオブ及び炭素が、約3から約5の範囲の炭素に対するニオブの重量比で存在することを特徴とする請求項3に記載のステンレス鋼合金。

【請求項5】 前記合金がCF8C合金であり、ニオブ及び炭素が約8から約11の範囲の炭素に対するニオブの重量比で存在することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項6】 約0.10重量%から約0.5重量%の窒素を更に含有することを特徴とする請求項3に記載のステンレス鋼合金。

【請求項7】 約0.04重量%以下のリンを更に含有することを特徴とする請求項3に記載のステンレス鋼合金。

【請求項8】 約0.2重量%から約3.0重量%のシリコンを更に含有することを特徴とする請求項3に記載のステンレス鋼合金。

【請求項9】 約8重量%から約25重量%のニッケルを更に含有することを特徴とする請求項3に記載の前記ステンレス鋼合金。

【請求項10】 約18重量%から約25重量%のクロムを更に含有することを特徴とする請求項3に記載のステンレス鋼合金。

【請求項11】 約0.5重量%又はそれ以下のモリブデンを更に含有することを特徴とする請求項3に記載のステンレス鋼合金。

【請求項12】 約3.0重量%又はそれ以下のタングステンに更に含有することを特徴とする請求項3に記載のステンレス鋼合金。

【請求項13】 約3.0重量%又はそれ以下の銅を更に含有することを特徴とする請求項3に記載のステンレス鋼合金。

【請求項14】 約0.02重量%から約0.5重量%の窒素を更に含有することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項15】 約0.8重量%又はそれ以下のシリコンを更に含有することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項16】 約3.0重量%又はそれ以下の銅を更に含有することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項17】 約0.3重量%から約1重量%のニオブを更に含有することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項18】 約0.2重量%又はそれ以下のチタンを更に含有することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項19】 約5.0重量%又はそれ以下のコバルトを更に含有することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項20】 約3.0重量%又はそれ以下のアルミニウムを更に含有することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項21】 約0.01重量%又はそれ以下のボロンを更に含有することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項22】 約3.0重量%又はそれ以下のタングステンに更に含有することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項23】 約3.0重量%又はそれ以下のバナジウムを更に含有することを特徴とする請求項3に記載のステンレス鋼合金。

【請求項24】 前記合金がCN-12合金であり、窒素及び炭素が、0.4重量%から1.0重量%の範囲の累計量で存在することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項25】 前記合金がCF8C合金であり、窒素及び炭素が、0.1重量%から0.5重量%の範囲の累計量で存在することを特徴とする請求項1に記載のステンレス鋼合金。

【請求項26】 CN-12ステンレス鋼合金であって、約0.03%又はそれ以下の硫黄と、約2重量%から約5重量%のマンガと、炭素に対するニオブの重量%比が約3.5から5.0の範囲にあるニオブ及び炭素と、を含有することを特徴とする。

【請求項27】 ニオブが、約1.5重量%から約2.0重量%の範囲で存在することを特徴とする請求項26に記載のCN-12合金。

【請求項28】 約0.04重量%又はそれ以下のリンを更に含有することを特徴とする請求項26に記載のCN-12合金。

【請求項29】 約0.2重量%から約1.4重量%のシリコンを更に含有することを特徴とする請求項26に記載のCN-12合金。

【請求項30】 約12重量%から約25重量%のニッケルを更に含有することを特徴とする請求項26に記載の前記CN-12合金。

【請求項31】 約22重量%から約25重量%のクロムを更に含有することを特徴とする請求項26に記載のCN-12合金。

【請求項32】 約0.3重量%又はそれ以下のモリブデンを更に含有することを特徴とする請求項26に記載のCN-12合金。

【請求項33】 約3重量%又はそれ以下の銅を更に含有することを特徴とする請求項26に記載のCN-12合金。

【請求項34】 請求項1に記載のステンレス鋼合金から形成されることを特徴とする物品。

【請求項35】 請求項26に記載のステンレス鋼合金から形成されることを特徴とする物品。

【請求項36】 約2重量%から約5重量%のマンガんと、

約0.03重量%以下の硫黄と、

約0.5重量%又はそれ以下の窒素と、を含有することを特徴とするステンレス鋼合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、全般的には、高温での優れた強度及び延性を有するCF8C及びCN-12タイプの鋳鋼合金に関する。さらに詳細には、本発明は、結晶及び下部組織の境界線に沿った炭化ニオブ、硫化マンガ、及び炭化クロムを減少せしめた、優れた高温強度、耐クリープ性及び耐エージング性をもつ、CN-12及びCF8Cステンレス鋼合金及びそれから作られる物品に関する。

【0002】

【従来の技術】排気マニホルド及びターボチャージャーハウジング等の内燃機関の部品や、燃焼器ハウジング等のガスタービンエンジン部品、更に、長期間にわたって厳しい環境下で機能する必要がある他の部品に使用するための、高強度、耐酸化性及び耐割れ性の鋳造合金に対する要求がある。改善された高強度、耐酸化性、耐割れ性をもつ鋳造合金の必要性は、燃料効率を高めるためにディーゼルエンジン、ガソリンエンジン、及びガスタービンエンジンの作動温度を高くする要求と、ディーゼルエンジン、ガソリンエンジン及びガスタービンエンジンの保証動作時間又は距離を延ばす要求とから生じる。

【0003】排気マニホルド、ターボチャージャーハウジング及び燃焼器ハウジング等の用途に使用される現行の材料は、高温強度及びエージングの有害な影響と同様に、耐酸化性及び耐腐食性によって限定される。特に、高シリコン及びモリブデン延性鋳鉄(Hi-Si-Mo)やオーステナイト延性鉄(Ni-resist)といった現行の排気マニホルド材料は、高い動作温度等のより厳しい用途に使用する場合、又は保証範囲が広がったことにより長期の動作寿命が要求される場合は、ステンレス鋳鋼と取り替える必要がある。現在市販のステ

レス鋳鋼としては、NHSR-F5Nや、NHSR-A3N、CF8C及びCN-12等のオーステナイトステンレス鋼といったフェライトステンレス鋼を挙げることができる。しかし、これらの現在入手可能なステンレス鋳鋼は、600°Cを超える温度での引張り強度及びクリープ強度の点から不完全であり、700°Cを超える温度での適切な周期的耐酸化性を備えておらず、鋳造したまま、又は実用暴露及びエージングの後のいずれかにおいて十分な室温延性を備えず、元の微細構造の必須の長期安定性をもたず、厳しい熱サイクルに対する長期の耐割れ性が不足している。

【0004】現在、耐腐食性グレードのオーステナイトステンレス鋳鋼、CN-12は、自動車用途に利用されているが、広範な実用用途(例えば、ディーゼル用途)には最適化されていない。CN-12は、鋳鉄と比較すると予想寿命中は自動車に適切な強度と美観をもたらすが、ディーゼル排気マニホルドにターボチャージャー(701bs.)を取り付ける場合に最適な改善された耐割れ性が不足している。現在市販されているCN-12オーステナイトステンレス鋼は、約25重量%のクロム、13重量%のニッケル、少量の炭素、窒素、ニオブ、シリコン、マンガ、モリブデン、及び硫黄を含有する。硫黄の添加は、鋳込材料の被削性に必須か又は望ましいものとみなされる。硫黄の添加量は、0.11重量%から0.15重量%の範囲にある。

【0005】現在入手可能なオーステナイトステンレスCF8C鋳鋼は、18重量%から21重量%のクロム、9重量%から12重量%のニッケル、及び少量の炭素、シリコン、マンガ、リン、硫黄、及びニオブを含有する。CF8Cは、一般的に約2重量%のシリコン、約1.5重量%のマンガ、及び約0.04重量%の硫黄を含有する。CF8Cは、500°C以下の温度で耐水腐食性に最も適したニオブ安定化グレードのオーステナイトステンレス鋼である。標準形態のCF8Cは、600°C以上の温度でCN-12に比べて強度が劣る。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】従って、高温で改善された強度と、厳しい熱サイクル、高い動作温度及び広範な保証範囲を必要とするエンジン部品用途のための改善された延性とを合わせもつ、スチール合金、及びスチール合金から作られる物品を入手することが望ましい。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明の1つの実施例によると、約0.5重量%から約10重量%のマンガと、約0.10重量%以下の硫黄を含有するステンレス鋼合金が提供される。

【0008】本発明の別の実施例によると、約0.03重量%又はそれ以下の硫黄と、約2重量%から約5重量%のマンガと、炭素に対するニオブの重量%比が約3.5から約5.0の範囲のニオブ及び炭素とを含有す

るステンレス鋼合金が提供される。

【0009】本発明の別の実施例によると、約2重量%から約5重量%のマンガと、約0.03重量%以下の硫黄と、約0.8重量%又はそれ以下のシリコンを含有するステンレス鋼が提供される。

【0010】本発明の種々の利点は、以下の詳細な説明及び請求項を検討することで明らかになる。

【0011】

【発明の実施の形態】本発明はCN-12及びCF8Cタイプの両合金に関する。表1は、本発明により作られる、CN-12及びCF8Cステンレス鋼合金の組成要素の最適範囲と許容最小最大範囲を示す。ボロン、アルミニウム及び銅を添加してもよい。しかし、許容範囲の

コバルト、バナジウム、タングステン及びチタンは、結果として生じる材料の性能を有意に変えてはいけなことに留意されたい。特に、最新情報によると、合金の性能を有意に変えることなく、コバルトは0から5重量%の範囲に、バナジウムは0から3重量%の範囲に、タングstenは0から3重量%の範囲に、チタンは0から0.2重量%の範囲にすることができる。従って、表1の範囲外にあっても、これらの成分の総量での含有物が依然として好都合な合金を提供できることが予想でき、本発明の精神と請求範囲に含まれることになる。

【0012】表1

重量%組成

成分	最適		許容範囲		最適		許容範囲	
	CN-12 最小	CN-12 最大	CN-12 最小	CN-12 最大	CF8C 最小	CF8C 最大	CF8C 最小	CF8C 最大
クロム	22.0	25.0	18.0	25.0	18.0	21.0	18.0	25.0
ニッケル	12.0	16.0	12.0	20.0	12.0	15.0	8.0	20.0
炭素	0.30	0.45	0.2	0.5	0.07	0.1	0.05	0.15
シリコン	0.50	0.75	0.2	3.0	0.5	0.75	0.02	3.0
マンガ	2	5.0	0.5	10.0	2.0	5.0	0.5	10.0
リン	0	0.04	0	0.04	0	0.04	0	0.04
硫黄	0	0.03	0	0.10	0	0.03	0	0.1
モリブ	0	0.3	0	0.5	0	0.5	0	1.0
デン								
銅	0	0.3	0	3.0	0	0.3	0	3.0
ニオブ	1.5	2.0	1.0	2.5	0.3	1.0	0	1.5
窒素	0.1	0.5	0.1	0.5	0.1	0.3	0.02	0.5
チタン	0	0.03	0	0.2	0	0.03	0	0.2
コバルト	0	0.5	0	5.0	0	0.5	0	5.0
アルミニ	0	0.05	0	3.0	0	0.05	0	3.0
ウム								
ボロン	0	0.01	0	0.01	0	0.01	0	0.01
バナジウ	0	0.01	0	3.0	0	0.01	0	3.0
ム								
タングス	0	0.8	0	3.0	0	0.1	0	3.0
テン								
ニオブ:	3.5	5.0	3	5.0	9	11	8	11
炭素								
炭素+窒	0.5	0.75	0.4	1.0	0.15	0.4	0.1	0.5
素								

【0013】本発明者は、意外にもオーステナイトステンレス鋼の硫黄含有量の実質的な低下が、クリープ特性を向上させることを見出した。本発明者は、炭化物が形態学的にこの合金系の機械加工特性を制御すると考えられるので被削性が有意に変わることはないと考えている。硫黄はそのような鋼の被削性に有意に貢献しているので他の用途のステンレス鋼の重要な成分であり得るが、そのものは高温でのクリープ寿命と延性、及び高温での実用後の低温延性を厳しく制限する。

【0014】本発明者は、硫黄だけを取り除くか又は実

質的に低減することにより、応力負荷110MPa、850°Cでのクリープ寿命を4倍改善できることを見出した。

【0015】さらに、本発明者は、本発明の合金の最大炭素含有量を低減することで、表2に示すように、ほぼ直線的に、総炭化物含有量(V_F 炭化物)から粗NbC、又は粗 $Cr_{23}C_6$ 成分の幾つかが低下することを見出した。表2は標準形態のCN-12及びCF8C合金と比較した、10個の実験合金A-Jの組成を示す。

【0016】

表2
重量%組成

成分	CN-12	A	B	C	D	E	F	G	H	CF8C	I	J
クロム	24.53	24.84	23.84	23.92	23.84	24.28	23.9	24.00	23.98	19.18	19.14	19.08
ニッケル	12.91	13.43	15.34	15.33	15.32	15.67	15.83	15.69	15.90	12.19	12.24	12.36
炭素	0.40	0.43	0.31	0.31	0.20	0.41	0.37	0.40	0.29	0.08	0.09	0.08
シリコン	0.9	0.82	0.7	0.7	0.68	0.66	0.66	0.66	0.66	0.66	0.62	0.67
マンガン	0.82	0.90	1.83	1.85	1.84	1.86	4.87	4.80	4.82	1.89	1.80	4.55
リン	0.019	0.036	0.027	0.038	0.040	0.035	0.033	0.032	0.032	0.004	0.004	0.005
硫黄	0.139	0.002	0.002	0.003	0.003	0.001	0.001	0.001	0.001	0.002	0.002	0.004
モリブデン	0.49	0.26	0.52	0.52	0.52	0.31	0.31	0.30	0.30	0.31	0.31	0.31
銅	0.15	0.01	0.01	0.01	0.00	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
ニオブ	1.92	1.41	1.26	1.06	1.05	1.78	1.72	1.31	1.22	0.68	0.68	0.68
窒素	0.27	0.25	0.13	0.2	0.17	0.28	0.44	0.31	0.34	0.02	0.11	0.23
チタン	0	0.005	0.004	0.005	0.004	0.004	0.005	0.006	0.005	0.008	0.006	0.008
コバルト	0.019	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02	0.01	0.01	0.01
アルミニウム	0	0.01	0.01	0.01	0.01	0	0	0	0	0.01	0.01	0.01
ボロン	0	0.001	0.001	0.001	0.001	0	0	0	0	0.001	0.001	0.001
バジジウム	0	0.01	0.008	0.008	0.008	0.011	0.012	0.012	0.011	0.004	0.007	0.001
ニオブ：炭素	4.8	3.28	4.06	3.42	5.25	4.34	4.64	3.28	4.21	8.40	7.82	8.52
炭素+窒素	0.67	0.68	0.44	0.51	0.37	0.69	0.81	0.71	0.63	0.10	0.20	0.31
VF 炭化物		11.4	8.0	7.5	3.7							

【0017】表2に示す炭化物の体積分率は、Clemex Image Analysis Systemを使用して測定した。炭素含有量と炭化物含有量との間には、ほぼ直線的な相関が観察される。しかし、炭素含有量を0.20重量%以下に低減することによってδフェライトを形成できる。最終的に、δフェライトは、動作温度で初期欠陥の原因になり得るシグマ相を形成する場合もある。シグマ相は、硬くてもろいFe-Cr合金であり、それが存在すると強度及び延性は著しく低下する。これらの観察は、鑄造したままの炭化物含有量(NbCよりむしろ主に $Cr_{23}C_6$)における固有の減少が僅かであること、及び700°Cから900°Cでの延

長されたエージングの間のシグマ相の形成に対するオーステナイトマトリックスの安定性が最大限であることに基づいた、最適な高温微細構造を設計する別の方法の根底をなすものであった。この改善されたオーステナイト安定性は、炭素を0.30重量%から0.45重量%の範囲に維持しながら、より多くのニッケル、マンガン及び窒素を含有するCN-12合金をもたらした。

【0018】合金A-J、CN-12、及びCF8Cの高められた引張り特性は、850°Cで測定して表3に表示した。合金A-J、CN-12、及びCF8Cのクリープ特性は850°Cで測定して表4に表示した。

【0019】表3

合金	条件	温度 (℃)	ひずみ速度 (1/秒)	YS (Ksi)	UTS (Ksi)	伸び (%)
CN-12	鋳造した まま	850	1E-5	19.1	21.7	8.4
A	鋳造した まま	850	1E-5	21.2	24.5	9.6
B	鋳造した まま	850	1E-5	19.1	20.75	14.2
C	鋳造した まま	850	1E-5	22.6	23.9	37.2
D	鋳造した まま	850	1E-5	20	21.9	29.5
E	鋳造した まま	850	1E-5	20.8	24.8	10.8
F	鋳造した まま	850	1E-5	24.5	27.5	6.10
G	鋳造した まま	850	1E-5	23.1	26.0	30.3
H	鋳造した まま	850	1E-5	22.9	25.8	30.0
CF8C	鋳造した まま	850	1E-5	11.7	12.6	31.2
I	鋳造した まま	850	1E-5	17.1	18.1	45.9
J	鋳造した まま	850	1E-5	21.5	22.1	35

【0020】表4

加熱	条件	温度 (℃)	応力 (K s i)	寿命 (時間)	伸び (%)
CN-12	鋳造したまま	850	110	10.7	6.5
A	鋳造したまま	850	110	53.5	6.2
B	鋳造したまま	850	110	51.3	37.7
C	鋳造したまま	850	110	26.7	26.7
D	鋳造したまま	850	110	17.5	25.1
E	鋳造したまま	850	110	93.9	11.6
F	鋳造したまま	850	110	113	9.6
G	鋳造したまま	850	110	103	15.5
H	鋳造したまま	850	110	72.5	18
CF8C	鋳造したまま	850	35	1824	7.2
I	鋳造したまま	850	35	5252*	2
J	鋳造したまま	850	35	6045*	0.4

*は進行中で破断がない試験を示す。

【0021】850℃が現在観察されるほぼ最大の排気ガス温度であり、これはシグマ相等の最も有害な析出物が急速に形成される温度であることから、CN-12の臨界実験条件、850℃及び110MPaを選択した。応力110MPaは、エンジン実用中の低い応力及

び温度でのより長い耐用時間と同等であり得る、10から100時間持続する加速試験を行うために選択した。硫黄を除去すると、同じ炭素含有量に対して、室温及び高温延性、引張り強度、耐力、クリープ寿命、及びクリープ延性が向上した。炭素含有量を0.30重量%に低下させると、クリープ寿命及び引張り強度は僅かに低下

するが、クリープ延性は著しく改善された。炭素含有量をさらに0.20重量%に低下させると、室温又は高温強度は著しく低下しなかったが、クリープ寿命は60パーセント低下した。

【0022】動作温度及び有害析出物が予期され、直ちに生じたので、850°C及び35MPaのCF8Cに関する臨界実験条件を再度選択した。応力35MPaは、同様にエンジン実用中の低い応力レベルでの長期の耐久性と同等であり得る加速試験条件を得るために選択した。窒素の増加は、室温及び高温強度の劇的な増加と、850°Cでのクリープ寿命における少なくとも3倍改善された延性をもたらしした。

【0023】液体焼き鈍し処理(SA)は、さらに均一な炭素分布の影響を分析するために各々の合金に加えた。合金は、1時間1200°Cに保った。次に、急冷ではなく空気冷却して、小さな炭化ニオブ及び炭化クロムの析出物が冷却時にマトリックス内に生じないようにした。結果として生じる微細構造物は、小さな析出物の生成を除けば、鋳造したままの(AS)構造に非常に類似していることを見出した。残念ながら、液体焼き鈍し処理は、クリープ延性を高めるがクリープ寿命を著しく低

下させるので、鋳造したままの微細構造物を最適化する方法は、最大の費用効率であることのみならず最もよいものであった。

【0024】合金A-H及び未改質CN-12ベース合金は、微細構造におよぼすエージングの影響と、表5に抜粋した機械的特性とを検討する目的で、850°Cで1,000時間エージングを行った。0.3重量%炭素(合金B及びC)を含有する合金は、結晶粒界構造近傍にプレートレットの存在を示した。0.2重量%の炭素合金(D)は、依然として多量のプレートレットを示した。プレートレットは、ASMハンドブック、第9巻、9版(1986年)にシグマ相として識別されている。SEM/XEDS/TEM分析は、プレートレットがシグマ相(FeCr)と符合する濃度をもつことを確認した。より多くの炭素及びニオブを含有する合金E、F、及びGは、シグマ相の脆弱性に対する良好な耐性を示した。850°Cで1000時間エージングした合金I及びJは、市販のCF8Cに比較して改善された強度を示した。

【0025】表5

合金	条件	温度 (°C)	ひずみ速度 (1/秒)	YS (Ksi)	UTS (Ksi)	伸び (%)
CN-12	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	42.4	79.45	5.5
A	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	46.7	76.1	3.6
B	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	37.9	58.4	2.9
C	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	46.5	81	4.6
D	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	44.4	76.4	3
E	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	55.3	81.6	3.1
F	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	56	84.8	2.2
G	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	53.3	85.2	2.6
H	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	43	80.7	1.7
CF8C	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	28.3	67.5	27
I	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	34.4	82	25
J	850°Cで 1000時間 エージング	22	1E-05	42.3	79.4	11.3

【0026】合金A-Dの性能を改善するために、本発明者は、低い硫黄含有量と組み合わせた高マンガン、高窒素の独特の組合せを用いたが、全ての合金はかなりの量の炭素及びニオブも含有していた。

【0027】マンガンは、ニッケルのように効果的なオーステナイト安定化用元素であるが、コストはニッケルの約10分の1である。マンガンの陽性オーステナイト安定化潜在力は、ニッケルに関連する所定クロムレベルでの耐酸化性についての予想効果と釣り合わせる必要があり、5重量%付近で効果が最大に近づくので10重量%を超えるマンガンの添加は推奨されない。2重量%よりも少量のマンガンは、所望の安定化効果をもたらさない。また、マンガンは、オーステナイト中の炭素及び窒素の溶解性を劇的に増加させる。この効果は、溶解窒素がオーステナイト安定化用元素であるので特に有益であり、延性又は強靱性を低下させることなく、固溶体である場合に合金の強度も改善する。また、マンガンは、強度延性及び強靱性を改善し、マンガン及び窒素は相乗効果をもつ。

【0028】本発明により提案される、硫黄含有量の0.1重量%又はそれ以下への劇的な低下は、実質的に遊離硫黄の結晶粒界への偏析をなくし、さらに高温では悪影響が出ると考えられている通常のCN-12及びCF8C合金に認められる硫化マンガン粒子を除去する。

【0029】CN-12合金に関して、本発明者は、適切なニオブと炭素との比が、過度及び粗い炭化ニオブ(NbC)の連続網目構造、又は高温で材料の機械的性能に有害な結晶又は下部構造境界線(歯間状境界及び鑄込材料)に沿った微細な炭化クロム($M_{23}C_6$)を低減することを見出した。従って、CN-12合金の約3.5から約5、及びCF8C合金の約9から約11の範囲の最適レベルの炭素に対するニオブの比を提供することにより、ニオブ及び炭素は高温強度(マトリックス及び粒界の両方で)をもたらすのに必要な量で存在するが、連続又はほぼ連続の炭化物を備える境界に沿った亀裂による延性の低下はない。炭素は、CN-12合金中に0.2重量%から約0.5重量%の範囲で存在でき、ニオブは、CN-12合金中に約1.0重量%から約2.5重量%の範囲で存在できる。

【0030】全ての温度での強度は、マンガンの機能である、改善された窒素の溶解性によっても高めることができる。窒素は、CN-12合金中に0.1重量%から約0.5重量%の範囲で存在できる。窒化析出物の存在は、クロムとニッケルとの比を低下させるが、レベルを調整して窒素の溶解性を高めることで低減される。

【0031】CN-12タイプの合金に関して、炭素に対するニオブの比は、約3から約5の範囲にすることができ、窒素含有量は約0.10重量%から約0.5重量%の範囲にすることができ、炭素含有量は約0.2重量%から約0.5重量%の範囲にすることができ、ニオブ

含有量は約1.0重量%から約2.5重量%の範囲にすることができ、シリコン含有量は約0.2重量%から約3.0重量%の範囲にすることができ、クロム含有量は約18重量%から約25重量%の範囲にすることができ、モリブデン含有量は約0.5重量%又はそれ以下に限定することができ、マンガン含有量は約0.5重量%から約1.0重量%の範囲にすることができ、硫黄含有量は約0重量%から約0.1重量%の範囲にすることができ、炭素及び窒素含有量の合計は0.4重量%から1.0重量%の範囲にすることができ、ニッケル含有量は約12重量%から約20重量%の範囲にすることができる。

【0032】CF8Cタイプ合金に関して、窒素含有量は0.02重量%から約0.5重量%の範囲にすることができ、シリコン含有量は約3.0重量%又はそれ以下に限定することができ、モリブデン含有量は約1.0重量%又はそれ以下に限定することができ、ニオブ含有量は0.0重量%から約1.5重量%の範囲にすることができ、炭素含有量は0.05重量%から約0.15重量%の範囲にすることができ、クロム含有量は約18重量%から約25重量%の範囲にすることができ、ニッケル含有量は約8.0重量%から約20.0重量%の範囲にすることができ、マンガン含有量は約0.5重量%から約1.0重量%の範囲にすることができ、硫黄含有量は約0重量%から約0.1重量%の範囲にすることができ、炭素に対するニオブの比は約8から約11の範囲にすることができ、ニオブ及び炭素含有量の合計は約0.1重量%から約0.5重量%の範囲にすることができ

【0033】CN-12及びCF8C合金の両方に関して、リン含有量は約0.04重量%又はそれ以下に限定することができ、銅含有量は約3.0重量%又はそれ以下に限定することができ、タングステン含有量は約3.0重量%又はそれ以下に限定することができ、バナジウム含有量は約3.0重量%又はそれ以下に限定することができ、チタン含有量は約0.20重量%又はそれ以下に限定することができ、コバルト含有量は約5.0重量%又はそれ以下に限定することができ、アルミニウム含有量は約3.0重量%又はそれ以下に限定することができ、ボロン含有量は約0.01重量%又はそれ以下に限定することができる。

【0034】ニッケルは高価な構成成分であるため、本発明によって作られるステンレス鋼合金は、ニッケル含有量を低減した場合は一層経済的である。

【0035】本発明は、特に、ディーゼル及びガソリンエンジン及びガスタービンエンジン部品のための空気/排気処理装置等の、高温及び厳しい熱サイクル曝される物品を製造するためのステンレス鋼合金に関するものである。しかし、本発明は、この用途に限定されるものではなく、当業者には他の用途が明らかである。その用

途は、600°Cを越える温度での十分な引張り及びクリープ強度、700°C又はそれ以上の温度での適切で周期的耐酸化性、鋳造したまま又は暴露後のいずれかでの十分な室温延性、元の微細構造の十分な長期安定性、及び厳しい熱サイクル中の亀裂に対する十分な長期耐性のうちの1つ又はそれ以上の特性を備える、信頼性及び耐久性が高い高温鋳造部品生産のためにオーステナイトステンレス鋼合金を必要としている。

【0036】本発明のステンレス鋼合金を採用することにより、製造業者は信頼性及び耐久性の高い高温部品を提供できる。エンジン及びタービン製造業者は、エンジン及びタービンをより高温で運転することによって出力密度を高めることができるので、燃料効率を高めることができる。また、エンジン製造業者は、従来の高シリコ

ンモリブデン延性鉄に比較して、高い高温強度、耐酸化性及び耐腐食性によって可能になる薄い断面設計によって出力密度が高くなった結果として、エンジンを軽量化できる。さらに、本発明のステンレス鋼合金は、比較できるコストに関して他のステンレス鋼を超える優れた性能を提供する。最後に、本発明によって作られるステンレス鋼合金は、ディーゼル、タービン及びガソリンエンジン用途の排出ガス規制を満足させる点で製造業者の助けとなる。

【0037】特定の好ましい実施形態についてのみ説明したが、当業者には他の好ましい実施形態及び種々の変更が明らかである。これらの及び他の変形例は、均等物であり、本発明の精神及び範囲にあることが考慮されている。

フロントページの続き

(72)発明者 ティモシー イー マグリーヴィー
アメリカ合衆国 イリノイ州 61611 イ
ースト ピオーリア ピーオー ボックス
2301

(72)発明者 マイケル ジェイムズ ボラード
アメリカ合衆国 イリノイ州 61611 イ
ースト ピオーリア ブルックリン コー
ト 102

(72)発明者 チャド ダブリュー シーベナラー
アメリカ合衆国 イリノイ州 61615 ピ
オーリア ウェスト ホロウ クリーク
ドライヴ 4047

(72)発明者 ロバート ダブリュー スウィンドマン
アメリカ合衆国 テネシー州 37830 オ
ーク リッジ アマンダ ドライヴ 125